第 51 卷 第 5 期
2015 年 5 月 第561-568页
金属学报
ACTA METALLURGICA SINICA
Vol.51 No.5
May 2015 pp.561-568

Ti60合金棒材中的织构及其对拉伸性能的影响*

赵子博 王清江 刘建荣 陈志勇 朱绍祥 于冰冰

(中国科学院金属研究所, 沈阳 110016)

摘 要 将$\alpha+\beta$两相区精锻, 直径为30和45 mm (分别定义为D30和D45)的Ti60棒材分别在950, 1000和1050 ℃进行固溶+时效热处理, 研究了热处理温度对棒材织构和拉伸性能的影响. 结果表明, D45棒材锻态组织中, 棒材轴向与α相的<0001>或$<10\bar{1}0>$方向平行的丝织构较强; 950 ℃热处理后显微组织和织构变化不明显. 随固溶温度升高, α相的<0001>丝织构增强, 而$<10\bar{1}0>$丝织构密度减弱. 固溶温度对棒材强度的影响不大. D30棒材锻态组织中主要存在$<10\bar{1}0>$方向的丝织构; 随固溶温度升高, <0001>丝织构逐渐增强, 棒材的室温强度显著升高.

关键词 Ti60合金, 热处理, 织构, 拉伸性能

中图法分类号 TG146.2 **文献标识码** A **文章编号** 0412-1961(2015)05-0561-08

TEXTURE OF Ti60 ALLOY PRECISION BARS AND ITS EFFECT ON TENSILE PROPERTIES

ZHAO Zibo, WANG Qingjiang, LIU Jianrong, CHEN Zhiyong, ZHU Shaoxiang, YU Bingbing

Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016

Correspondent: WANG Qingjiang, professor, Tel: (024)23978830, E-mail: qjwang@imr.ac.cn

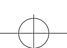
Manuscript received 2014-08-12, in revised form 2014-11-08

ABSTRACT Microstructure and texture of titanium alloy are determined by thermomechanical and heat treatments and can significantly affect the mechanical properties of the final products. In this work, the microstructure and texture evolution during the heat treatment in α/β and β phase field in Ti60 precision forging bars were investigated. The results implied that the actual deformation temperature gradually decreased during precision forging processes. The microstructure and texture of Ti60 bar were determined by the finish forging temperature and the diameter, and strong microtexture macrozones existed in the forged Ti60 bar. For the bar with diameter of 45 mm (D45), the finish forging temperature fell in the lower temperature region of the α/β phase field, and the main α textures in these bars were <0001> and $<10\bar{1}0>$ fiber texture components in initial Ti60 bar. The similarity of the microstructure and texture were found after heat treatment at 950 ℃. The intensity of $<10\bar{1}0>$ fiber texture gradually decreased while that of <0001> fiber texture increased with the increase of the heat treatment temperature. Heat treatments have little influence on the strength of forged Ti60 bars of D45, while their ductility was reduced after β heat treatment. For the bar with diameter of 30 mm (D30), the finish forging temperature was below the α/β phase field, and the main α texture in those bars was $<10\bar{1}0>$ fiber texture component. The intensity of <0001> fiber texture in those bars increased while that of $<10\bar{1}0>$ fiber texture gradually decreased with the increase of the heat treatment temperature. Their room temperature strength significantly increased with the increase of the heat treatment temperature, and yield strength and tensile strength reached to 1086 and 1144 MPa, respectively, but the elongation only 3.3% after β heat treatment.

KEY WORDS Ti60 alloy, heat treatment, texture, tensile property

根据α相形态, 钛合金显微组织大致可分为以下3类: 等轴组织、双态组织和片层组织[1~6]. 等轴组织具有良好的强度塑性匹配, 但蠕变性能、韧性和疲劳裂纹扩展抗力较差; 片层组织具有良好的蠕变性能、韧性及疲劳裂纹扩展抗力, 但低周疲劳性能及塑性较差; 介于2者之间的双态组织可获得拉伸、断裂、疲劳、蠕变性能的良好匹配, 因此多数高温钛

* 收到初稿日期: 2014-08-12, 收到修改稿日期: 2014-11-08
作者简介: 赵子博, 男, 1986年生, 博士生
DOI: 10.11900/0412.1961.2014.00451



合金均采用双态组织[2].

由于 $\alpha+\beta$ 两相及近 α 钛合金具有优异的高温力学性能, 使其成为航空航天热端部件的重要结构材料[7~10]. Ti60合金是一种可在600 ℃长期使用的近 α 钛合金[11~13]. 该合金经 $\alpha+\beta$ 两相区变形后, 通过高于终锻温度的热处理, 可以获得均匀的双态组织, 实现疲劳与蠕变性能的良好匹配.

热处理是控制近 α 钛合金组织和性能的重要手段. 根据 α 和 β 相在相变过程中的Burgers取向关系[2], 即 $\{110\}_\beta//\{0001\}_\alpha$, $<111>_\beta//<11\bar{2}0>_\alpha$, α 相在 $\alpha\rightarrow\beta$ 相转变过程中将生成6种不同取向的 β 晶粒, 并且同一原始 β 晶粒在冷却过程中可以形成12种不同取向的次生 α 变体[14]. 如果在 $\alpha\rightarrow\beta\rightarrow\alpha$ 相热循环过程中, 每种变体均等效析出, 则热处理后组织的织构密度应远低于热处理前组织[15]. 但在 $\alpha\rightarrow\beta$ 相转变时, β 晶粒优先在残留 β 相处形核, 使新生成的原始 β 晶粒可与周围 α 相不符合Burgers取向关系, 并且在 $\beta\rightarrow\alpha$ 相转变过程中, α 相变体的选择还会受相邻原始 β 晶粒和相邻初生 α 相晶体取向的影响[15~20]. 上述因素导致热处理对钛合金织构的影响较复杂. 所以, 钛合金热加工态组织中存在的织构不仅对锻态组织力学性能产生明显影响, 而且会影响合金的热处理效应.

国内外研究者[1~4]对热处理温度对钛合金显微组织及其力学性能的影响进行了大量研究. 然而, 随着对钛合金使用性能要求的提高, 新材料、新技术、新工艺的广泛采用, 材料应用过程中新问题的不断涌现以及研究技术手段的进步, 钛合金显微组织与力学性能关系仍然是当前钛合金研究领域的热点[11,12]. 尤其是随着电子背散射衍射(EBSD)技术的发展完善, 为钛合金显微组织与力学性能关系的深入研究开启了新的窗口.

钛合金中存在的织构或微织构对性能有明显影响[21,22]. 较强的织构在板材中更为常见, 而在锻件和棒材中织构一直未受到人们的重视, 因此过去很长时间内钛合金织构研究的对象多为板材. 上世纪80年代随着保载疲劳(dwell fatigue)概念的出现, 钛合金锻件和棒材中存在的微织构(局部由相同或相近取向晶粒组成的"宏区")才逐渐引起人们的重视, 目前已成为国内外研究热点[22~25,26].

本工作以2种不同规格Ti60精锻棒材为研究对象, 研究热处理温度对不同规格的Ti60棒材显微组织和织构的影响, 揭示近 α 型钛合金中的织构对力学性能的影响规律, 以期为高温钛合金性能优化提供参考.

1 实验方法

实验用Ti60钛合金采用三次真空自耗熔炼, 铸锭规格为直径220 mm, 化学成分(质量分数, %)为: Al 5.6, Sn 3.7, Zr 3.2, Mo 0.5, Ta 1.0, Si 0.37, Nb 0.4, C 0.05, Ti余量. 采用金相法测得的 β 相变温度为1040 ℃. 铸锭经 β 单相区开坯锻造至直径140 mm, 然后将棒材一分为二, 在1000 ℃分别经2和3火次锻造成直径为45和30 mm的棒材, 分别命名为D45和D30.

取长度为70 mm的棒材进行固溶和时效热处理, 固溶温度分别为950, 1000和1050 ℃, 保温2 h后空冷到室温, 时效制度为700 ℃保温8 h后空冷. 采用Axiovert 200 MAT金相显微镜(OM)观察显微组织, 金相试样腐蚀剂为HF∶HNO_3∶H_2O=1∶1∶48的溶液(体积比). 利用D8 Discover X射线衍射(XRD)仪检测 α 相在{0002}, $\{10\bar{1}0\}$ 和 $\{10\bar{1}1\}$ 晶面的不完全极图. 为研究热处理前后晶粒的取向变化, 对锻态和两相区热处理样品进行EBSD观察分析. EBSD样品经机械和电解抛光, 电解抛光液为配比为6%高氯酸, 35%正丁醇和59%甲醇(体积分数). 抛光后的试样采用附带HKL-Channel5软件和EBSD探头的S-3400N扫描电子显微镜(SEM)进行晶粒晶体学取向数据的采集和处理. 在热处理棒材上加工标距段直径为3 mm, 长15 mm的拉伸试样. 拉伸实验在Zwick Z050电子拉伸试验机上进行, 拉伸速率为1 mm/s, 断后延伸率由引伸计测得.

2 结果与讨论

2.1 显微组织

图1为2种规格Ti60棒材D30和D45的锻态显微组织. 由图1a可见, D45棒材纵剖面显微组织主要由等轴 α 相、拉长的带状 α 和 β 相转变组织组成; 横截面组织由等轴 α 相、短棒状 α 相和少量 β 相转变组织组成(图1b). D30棒材纵剖面由沿轴向拉长的初生 α 相和变形 α 板条组成(图1c); 横截面主要由等轴 α 相和变形 α 板条组成(图1d).

棒材经不同温度热处理后纵剖面的显微组织如图2所示. 经950 ℃热处理后, D45和D30棒材中的 α 相均出现了不同程度的等轴化现象, D30棒材 α 相等轴化更明显. 1000和1050 ℃热处理后2种Ti60棒材的显微组织差异不大, 1000 ℃热处理后, 得到初生 α 相约占30%的双态组织, 1050 ℃固溶处理得到原始 β 晶粒尺寸约为500 μm的片层组织.

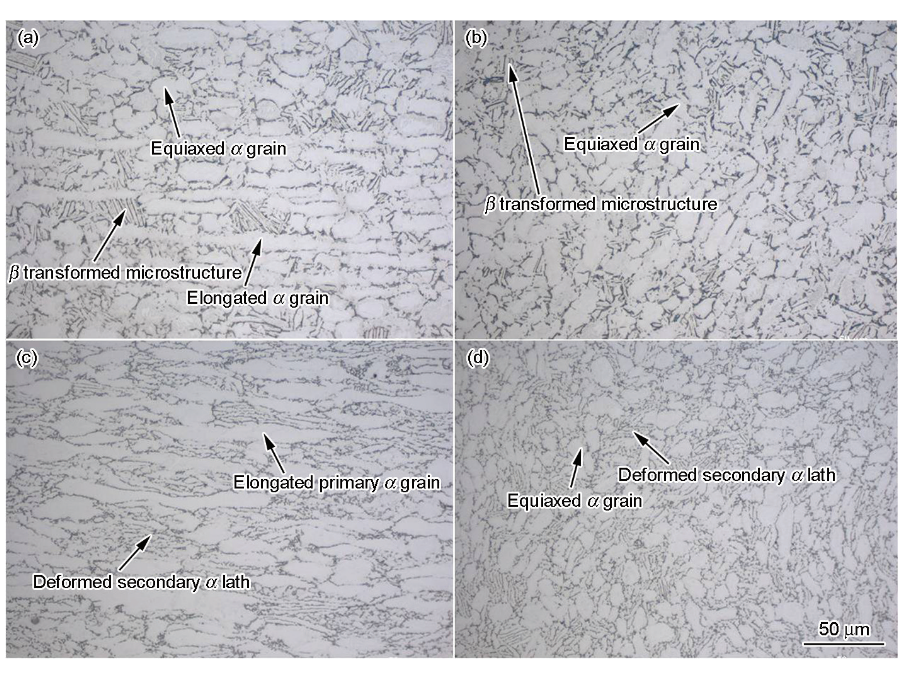


图1 Ti60精锻棒材D45和D30的锻态显微组织

Fig.1 Microstructures of as-forged D45 (a, b) and D30 (c, d) Ti60 precision bars in longitudinal (a, c) and cross (b, d) sections (D45 and D30 are referring to the Ti60 bars with diameters 45 and 30 mm, respectively)

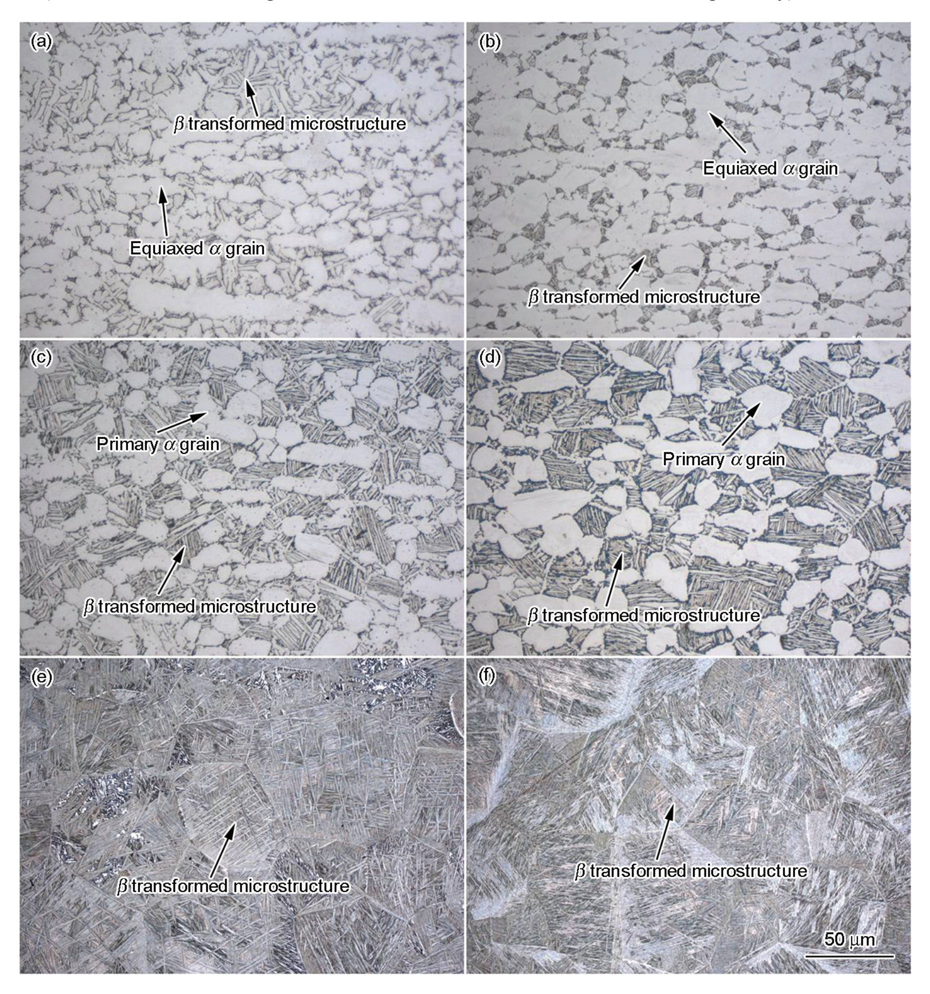


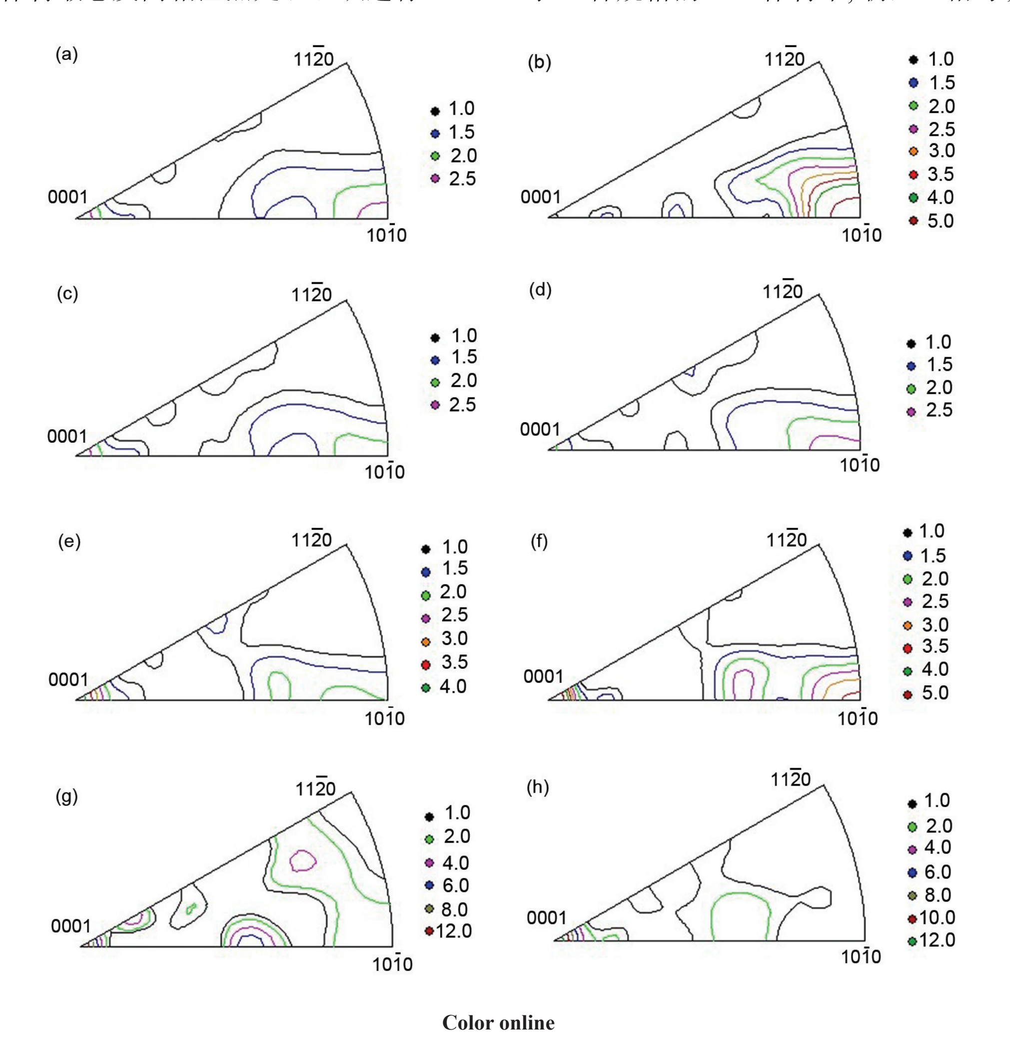
图2 不同热处理条件下Ti60棒材的显微组织

Fig.2 Microstructures of D45 (a, c, e) and D30 (b, d, f) Ti60 bars in longitudinal section after heat treatment at 950 ℃ (a, b), 1000 ℃ (c, d) and 1050 ℃ (e, f)

2.2 织构及其随热处理制度的演变

2 种 Ti60 棒材锻态在 3 种热处理条件下的织构如图 3 所示. 由图 3a 可见, D45 棒材锻态组织中存在的织构主要为棒材轴向与 α 相的 $\langle 0001\rangle$ 或 $\langle 10\bar{1}0\rangle$ 方向平行的丝织构; 随热处理温度升高, 950 和 1000 ℃热处理条件下, 棒材轴向与 $\langle 10\bar{1}0\rangle$ 方向平行的织构密度略有降低, 但棒材轴向与晶体 c 轴平行的织构密度逐渐升高; 1050 ℃热处理后, $\langle 0001\rangle$ 丝织构进一步增强并出现 $\langle 20\bar{2}3\rangle$ 方向的转变织构, 最大织构密度分别为 8.4 和 6.5. D30 棒材锻态组织中存在棒材轴向与 $\langle 10\bar{1}0\rangle$ 方向平行的强丝织构, 950 ℃热处理后, $\langle 10\bar{1}0\rangle$ 丝织构减弱, 出现棒材轴向与晶体 c 轴平行的丝织构; 1000 ℃热处理, 上述 2 种织构密度比 950 ℃热处理后的有所增强, 但 $\langle 10\bar{1}0\rangle$ 丝织构与锻态组织相比有所减弱; 1050 ℃热处理形成 $\langle 0001\rangle$ 强丝织构.

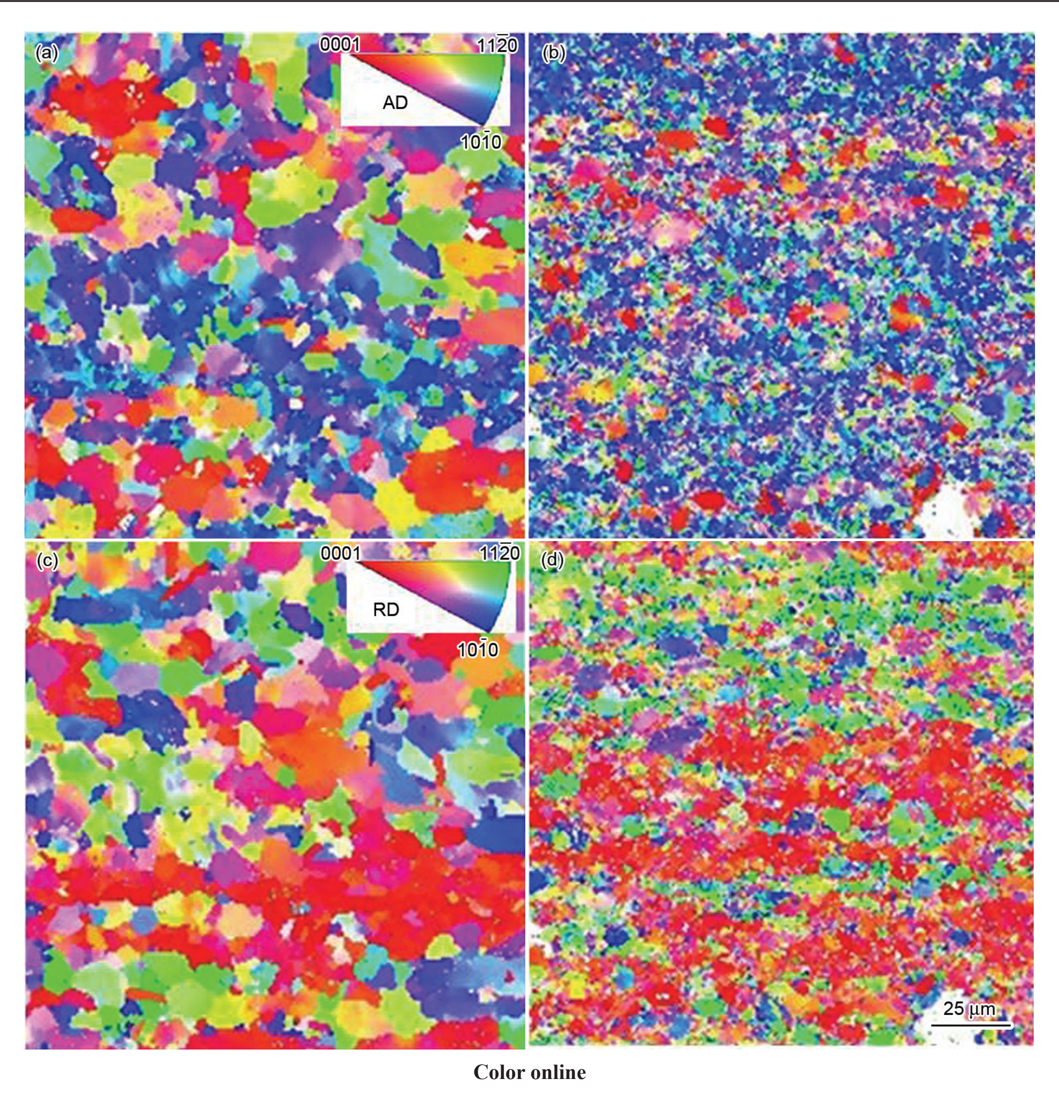
对 Ti60 棒材锻态及两相区热处理组织进行 EBSD 分析, 结果如图 4~7 所示. 由图可见, 沿棒材轴向, D45 棒材呈现出棒材轴向与 α 相的 $\langle 0001\rangle$ 和 $\langle 10\bar{1}0\rangle$ 方向平行的织构(图 4a); 而 D30 棒材呈现出棒材轴向与 α 相的 $\langle 10\bar{1}0\rangle$ 方向平行的强织构(图 4b), 部分等轴 α 相的 c 轴与棒材轴向平行, 但数量较少, 这与图 3a 和 b 的结果相近. 由棒材径向的晶体取向分布图(图 4c 和 d)可知, 不同区域的晶体取向分布差异较大, 存在较强的微织构. 950 ℃热处理后 D45 棒材的显微组织与织构均未发生明显变化(图 5), 而 D30 棒材经 950 ℃热处理后, 晶粒有比较明显的长大, 微织构减弱, 晶体取向分布趋于均匀; 经 1000 ℃热处理后, 2 种棒材的组织差异减小, 微织构明显减弱(图 6). 由图 7 可知, 采用 EBSD 得到的 1000 ℃热处理棒材的织构类型及密度与 XRD 结果基本一致. 利用 Channel5 软件对初生 α 相(α_p)和次生 α 相(α_s)的织构分别进行了分析, 结果如图 7c~f 所示. 2 种规格的 Ti60 棒材中, 初生 α 相与次生 α 相具



Color online

图 3 锻态和热处理态 Ti60 棒材的轴向反极图

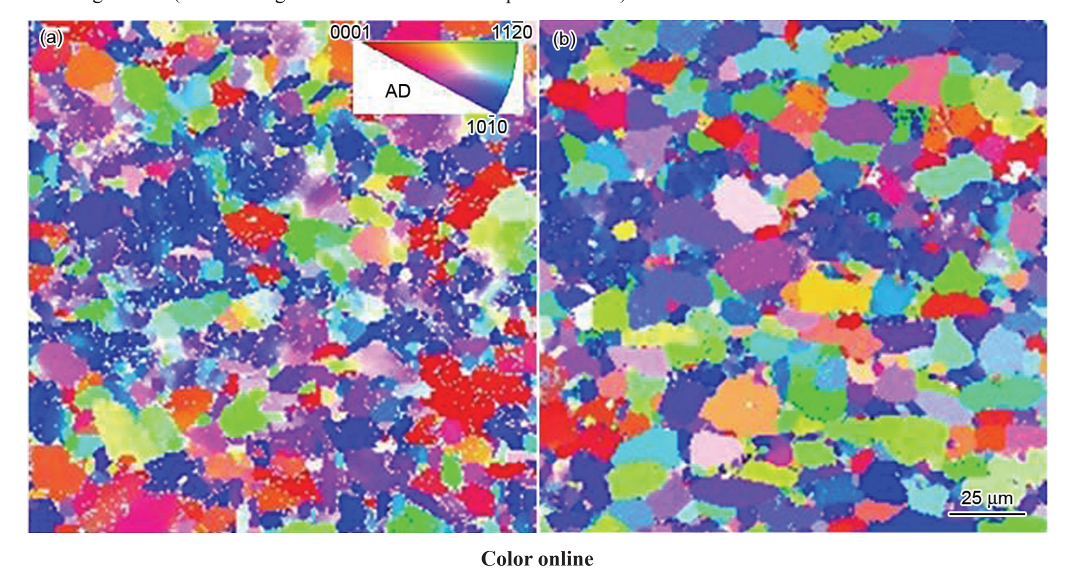
Fig.3 Inverse pole figures in axial direction (AD) of D45 (a, c, e, g) and D30 (b, d, f, h) Ti60 bars at as-forged state (a, b) and after heat treatment at 950 ℃ (c, d), 1000 ℃ (e, f) and 1050 ℃ (g, h)



Color online

图4 Ti60棒材原始组织的EBSD晶体取向分布图

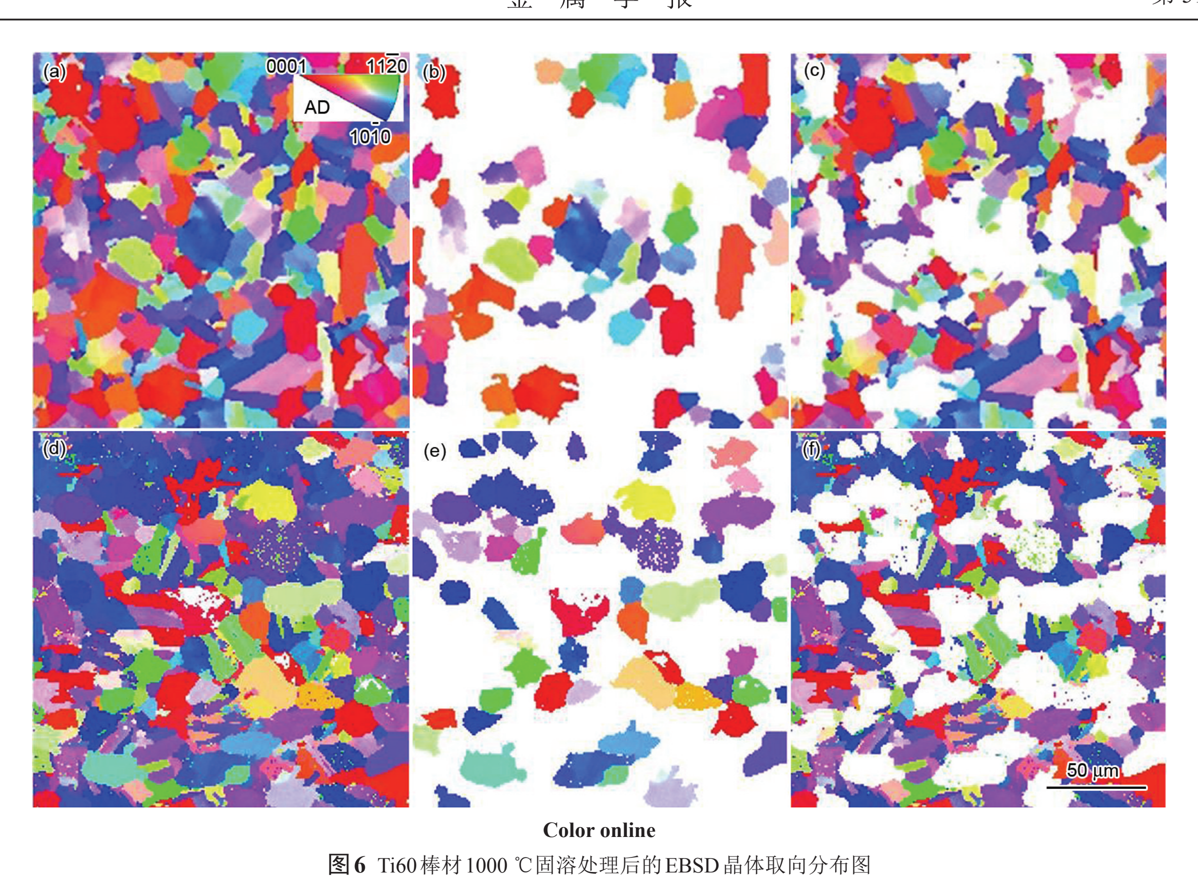
Fig.4 Orientation image maps in axial (a, b) and radial (c, d) directions (RD) of D45 (a, c) and D30 (b, d) Ti60 bars at as-forged state (Insets in Figs.4a and c indicate the map color codes)



Color online

图5 Ti60棒材950 ℃固溶处理后的EBSD晶体取向分布图

Fig.5 Orientation image maps in axial direction of D45 (a) and D30 (b) Ti60 bars after heat treatment at 950 ℃ (Inset in Fig.5a indicates the map color code)



Color online

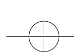
图 6 Ti60棒材1000 ℃固溶处理后的EBSD晶体取向分布图

Fig.6 Orientation image maps in axial direction (a, d), orientation of primary α (b, e) and secondary α (c, f) components of D45 (a~c) and D30 (d~f) Ti60 bars after heat treatment at 1000 ℃ (Inset in Fig.6a indicates the map color code)

Color online

图 7 Ti60棒材经1000 ℃固溶处理后的EBSD反极图

Fig.7 Inverse pole figures in axial direction (a, b), orientation of primary α (c, d) and secondary α (e, f) components of D45 (a, c, e) and D30 (b, d, f) Ti60 bars after heat treatment at 1000 ℃



有相同的织构类型, 初生 α 相的织构强度低于次生 α 相, 主要为 <0001> 方向的织构. D30棒材中初生 α 相和次生 α 相的 c 轴与棒材直径方向平行的织构密度均高于D45棒材, 并且D30棒材中初生 α 相和次生 α 相还存在 $<10\bar{1}0>$ 方向与棒材轴向平行的织构.

$\alpha+\beta$ 两相及近 α 钛合金在 $\alpha+\beta$ 两相区变形过程中, 同一集束内的次生 α 相具有相近的变形行为, 从而在变形欠充分的大截面棒材内产生较强的微织构[17,23]. 继续变形过程中, 同一区域具有相近取向的晶粒仍保持相近的变形行为[17], 使得小规格棒材中也同样存在较强的微织构. 高温热处理及随后的冷却过程中, α 相的再结晶及 $\beta\rightarrow\alpha$ 相变可产生新的晶体取向, 使微织构减弱. 在精锻过程中材料承受两向压应力和单向拉应力的应力状态, α-Ti在变形过程中主要开动柱面, 基面和锥面滑移系[21], 随着变形量的增加, 晶粒的 $<10\bar{1}0>$ 方向逐渐趋于棒材轴向, 形成沿轴向的 $<10\bar{1}0>$ 丝织构. 在热处理过程中, 随着热处理温度的升高, 合金将发生 $\alpha\rightarrow\beta$ 相变, β 相优先在残留 β 相处形核、长大, 此过程中 β 相的晶体取向不发生改变; 冷却过程中生成的次生 α 相与原始 β 晶粒之间存在Burgers取向关系. 次生 α 相存在 c 轴与棒材轴向平行的织构意味着合金中的高温 β 相存在 <110> 方向平行于棒材轴向的丝织构. 室温下, 近 α 钛合金中的残留 β 相含量较少(体积分数为5%~7%), 利用EBSD和XRD很难直接检测出合金中残留 β 相的晶体取向, 也不能直接检测材料在高温变形过程中 β 相的取向演变过程. Peck和Thomas[27]及张振波[28]对Fe, Nb, W和 β 钛合金Ti2448等bcc金属的研究发现, 在旋锻或挤压过程中棒材均形成 <110> 与棒材轴向平行的丝织构, 并且随着变形量的增加, 织构密度逐渐增大. 棒材的精锻过程与旋锻和挤压时所受的应力状态相似, 因此可认为近 α 钛合金在 $\alpha+\beta$ 两相区精锻过程中 β 相也产生同样的织构类型, 这与合金经高温热处理后产生的次生 α 相的晶体取向相吻合.

2.3 热处理温度对室温拉伸性能的影响

图8为2种规格Ti60棒材经不同温度热处理后的室温拉伸性能. 由图8a可见, 热处理温度对D45棒材的屈服和抗拉强度的影响不大, 经1000 ℃固溶后棒材的强度略高, 屈服和抗拉强度分别为1009和1105 MPa; 塑性随热处理温度的升高略有降低, 1050 ℃热处理后塑性显著下降, 平均延伸率仅为6.1%. 而D30棒材的强度随热处理温度的升高显著

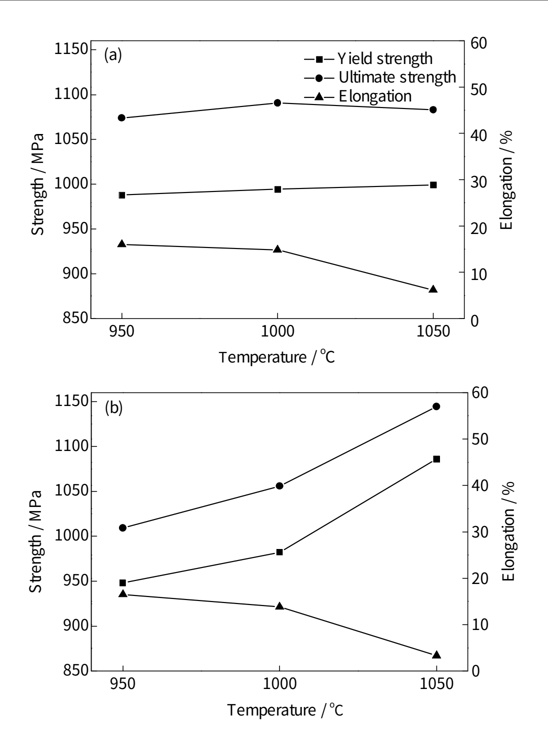


图8 不同热处理后Ti60棒材的室温拉伸性能

Fig.8 Room temperature tensile properties of D45 (a) and D30 (b) Ti60 bars after different heat treatments

升高, 塑性降低也比较显著, 1050 ℃热处理后平均延伸率仅为3.3%, 但屈服和抗拉强度分别升高至1086和1144 MPa. 在1000 ℃固溶时, 2种规格Ti60棒材的室温拉伸强度和塑性可得到良好的匹配.

多晶材料的宏观力学性能与材料晶粒的晶体取向分布有着密切的关系, 特别是对于密排六方结构的 α-Ti合金, 织构对性能的影响更大. 当棒材中存在 <0001> 丝织构时, 需要启动六方晶体的锥面 $<a+c>$ 滑移系, 所需的临界剪切应力较大, 导致合金的强度较高; 当棒材存在 $<10\bar{1}0>$ 丝织构时, 晶体的柱面 $<a>$ 滑移系开动, 需要的临界剪切应力较小, 合金的强度较低, 但塑性较好. D45棒材在 β 相变点以下950和1000 ℃固溶处理, 初生 α 相含量随热处理温度的升高逐渐降低, <0001> 丝织构密度略有增加, 使棒材的强度略有升高而塑性略有降低. 1050 ℃热处理后, 虽然棒材的 <0001> 丝织构继续增强, 但此时合金中的原始 β 晶粒较粗大, 使强度和塑性同时降低. D30棒材的室温拉伸性能受热处理温度的影响较大, 经950 ℃热处理后得到等轴组织, 存在 $<10\bar{1}0>$ 方向的丝织构, 导致合金强度偏低, 其屈服和抗拉强度仅为948和1009 MPa, 但延伸率最高, 可达16.5%. 1000 ℃热处理后, <0001> 丝织构增强, 合金的强度显著增加, 塑性降低. 经1050 ℃热处理后, 棒材形成很强的 <0001> 丝织

构, 尽管原始β晶粒粗大, 但棒材的强度仍继续显著升高, 屈服和抗拉强度分别可达1086和1144 MPa, 但延伸率仅为3.3%. 综上所述, Ti60棒材合金的拉伸性能受组织类型与织构的双重影响, 但受织构影响更大.

3 结论

(1) Ti60合金直径为45 mm的D45精锻棒材锻态组织中主要存在<0001>和<$10\bar{1}0$>方向的丝织构; 直径为30 mm的D30精锻棒材锻态组织中的主要织构类型为<$10\bar{1}0$>方向的丝织构.

(2) 随着热处理温度的升高, 棒材β转变组织中<0001>方向的丝织构的强度逐渐增强, <$10\bar{1}0$>方向的丝织构逐渐减弱甚至消失, 这一变化趋势在直径为30 mm精锻棒材中更明显.

(3) Ti60精锻棒材的室温拉伸性能受合金组织类型和织构的双重影响, 但受织构影响更大; 选择合适的固溶处理温度, 获得α相c轴与棒材轴向平行的双态组织, 可使合金强度和塑性的匹配优化.

参考文献

[1] Zhang S Z. *PhD Dissertation*, Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang, 2004
(张尚州. 中国科学院金属研究所博士学位论文, 沈阳, 2004)

[2] Leyens C, Peters M, translated by Chen Z H. *Titanium and Titanium Alloy*. Beijing: Chemical Industry Press, 2005: 88
(Leyens C, Peters M著, 陈振华 译. 钛与钛合金. 北京: 化学工业出版社, 2005: 88)

[3] Shi Z, Guo H, Qin C, Liang H, Yao Z. *Mater Sci Eng*, 2014; A611: 136

[4] Tian X J, Zhang S Q, Wang H M. *Int J Electr Power Energy Syst*, 2014; 608: 95

[5] Seal J R, Crimp M A, Bieler T R, Boehlert C J. *Mater Sci Eng*, 2012; A552: 61

[6] Birosca S, Buffiere J Y, Karadge M, Preuss M. *Acta Mater*, 2011; 59: 1510

[7] Leary R K, Merson E, Birmingham K, Harvey D, Brydson R. *Mater Sci Eng*, 2010; A527: 7694

[8] Mironov S, Murzinova M, Zherebtsov S, Salishchev G A, Semiatin S L. *Acta Mater*, 2009; 57: 2470

[9] Wanjara P, Jahazi M, Monajati H, Yue S, Immarigeon J P. *Mater Sci Eng*, 2005; A396: 50

[10] Warwick J L W, Jones N G, Bantounas I, Preuss M, Dye D. *Acta Mater*, 2013; 61: 1603

[11] Jia W J, Zeng W D, Han Y T, Liu J R, Zhou Y, Wang Q J. *Mater Des*, 2011; 32: 4676

[12] Tang Z L, Wang F H, Wu W T, Wang Q J, Li D. *Mater Sci Eng*, 1998; A255: 133

[13] Xiong Y M, Zhu S L, Wang F H. *Surf Coat Technol*, 2005; 190: 195

[14] Glavicic M G, Kobryn P A, Bieler T R, Semiatin S L. *Mater Sci Eng*, 2003; A346: 50

[15] Obasi G C, Birosca S, Leo Prakash D G, Quinta da Fonseca J, Preuss M. *Acta Mater*, 2012; 60: 6013

[16] Obasi G C, da Fonseca J Q, Rugg D, Preuss M. *Mater Sci Eng*, 2013; A576: 272

[17] Germain L, Gey N, Humbert M, Vo P, Jahazi M, Bocher P. *Acta Mater*, 2008; 56: 4298

[18] Stanford N, Bate P S. *Acta Mater*, 2004; 52: 5215

[19] Van Bohemen S M C, Kamp A, Petrov R H, Kestens L A I, Sietsma J. *Acta Mater*, 2008; 56: 5907

[20] Shi R, Dixit V, Fraser H L, Wang Y. *Acta Mater*, 2014; 75: 156

[21] Wang Y N, Huang J C. *Mater Chem Phys*, 2003; 81: 11

[22] Glavicic M G, Bartha B B, Jha S K, Szczepanski C J. *Mater Sci Eng*, 2009; A513: 325

[23] Gey N, Bocher P, Uta E, Germain L, Humbert M. *Acta Mater*, 2012; 60: 2647

[24] Glavicic M G, Kobryn P A, Bieler T R, Semiatin S L. *Mater Sci Eng*, 2003; A346: 50

[25] Uta E, Gey N, Bocher P, Humbert M, Gilgert J. *J Microscopy*, 2009; 233: 451

[26] Roy S, Suwas S, Tamirisakandala S, Miracle D B, Srinivasan R. *Acta Mater*, 2011; 59: 5494

[27] Peck J F, Thomas D A. *Trans Met Soc AIME*, 1962; 221: 1240

[28] Zhang Z B. *Master Thesis*, Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang, 2011
(张振波. 中国科学院金属研究所硕士学位论文, 沈阳, 2011)

(责任编辑:罗艳芬)

